

初晶凝固 形式 制御에 의한 오스테나이트系 스테인리스 新鋼種의 開發

鄭 鎬 信

釜山水產大學校

(1991년 4월 2일 접수)

Development of the New Austenitic Stainless Steels by Controlling Primary Solidification Mode

Ho-Shin JEONG

National Fisheries University of Pusan

(Received April 2, 1991)

The aim of this study was saving of chromium and nickel content in the austenitic stainless steels, SUS 316 and SUS 321.

By control of primary solidification mode, new austenitic stainless steels with good weldability, high toughness and corrosion resistance could be developed.

The main results obtained were as follows;

1. Hot crack resistance of laboratory melts was good and higher than imported austenitic stainless steel.
2. Cryogenic and room temperature toughness of laboratory melts were high and laboratory melts M-7 to M-9 showed very high toughness than SUS321 imported stainless steel.
3. Intergranular corrosion resistance of laboratory melts was higher than imported stainless steels, SUS316 and SUS321.
4. By this concept of controlling primary solidification mode, could save expensive alloy additives, chromium and nickel.

序 論

스테인레스강은 내식재료로서의 수요뿐만 아니라 내후성 구조재료, 강도 부재로서의 이용이 확대되고 있고, 또 고온재료, 저온재료 또는 원자력재료로서도 중요한 위치를 점하고 있다. 즉 스테인레스강은 화학적 환경인자 이외에 온도, 응력, 시간, 방사선 조사 등의 인자가 결합된 복잡한 환경하에서 사용 가능하여야한다는 요구 조건에도 부응되는 재료이다. 특히 에너지 산업 분야에 있어서는 구조물의 품질 안정성

이 업격하기 때문에 용접물의 두께가 큰 경우가 많아 용접 이음부의 신뢰성이 큰 문제가 된다.

특히 최근에는 해양 및 극지개발, 심해 또는 우주 공간의 이용등 과학문명의 진보, 발전에 따라 스테인레스강의 사용빈도와 사용량은 급증할 것으로 생각된다.

이와 같이 다종 다양한 환경하에서 사용되는 스테인레스강 구조물의 공작에는 거의 용접이 채용되고 있다. 장치 및 구조 재료로 스테인레스강을 사용할 경우 용접성의 良, 不良은 매우 중요한 판단 기준이

되며 모재의 기계적, 물리적 특성이 우수하여도 용접성이 나쁜 재료는 실용성이 없게 된다.

각종 재료중에서 스테인레스강은 우수한 내식 재료로 널리 사용되고 있지만 강종에 따라 내식성 이외에도 많은 특성을 갖고 있으며 종류도 매우 다양하다. 그러나 스테인레스강은 사용 분위기에 따라 응력 부식 균열이나 취화가 생길 수 있는 결점도 있다. 한편 최근에는 정련기술의 진보와 더불어 이러한 결점을 개선한 새로운 스테인레스강이 다수 개발되어 더욱 엄격한 사용 조건에도 견딜 수 있게 되었다.

이들 새로운 스테인레스강은 특정의 목적에는 뛰어난 효과를 나타내지만 한편으로는 사용방법이 부적절하든지, 재료가 우수하여도 용접시공이 부적당한 경우에는 사용목적에 달성할 수 없는 경우가 많으므로 시공시에는 많은 주의가 필요하다.

본 연구에서는 상기와 같은 관점에서 스테인레스강 모재의 성능 향상은 물론, 용접성 향상과 사용 환경에 대한 저항력이 우수한 강종의 개발과 시판강의 용접성 향상 및 품질 보증 방안을 강구하고자 하였다.

연구 수행의 목적은 응고 과정중의 응고 형식을 제어함으로써 응고 균열 감수성을 낮춤과 동시에 내식성과 인성을 겸비할 수 있는 방안을 강구하였다.

따라서 본 연구에서는 초정 응고 형식제어¹⁾에 의한 균열 감수성의 저하와 시판 스테인레스강 및 국내의 스테인레스강 제조 각사의 기술 수준 향상과 수요 증대에 기여하고자 하였다.

본 연구의 주요 목표는 오스테나이트계 스테인레스강 SUS316, SUS321 및 SUS 347 상당재의 니켈과 크롬 함유량을 저하시켜 첨가 원소의 양을 줄임으로

써 생산원가의 절감을 도모함과 아울러 용접성 개선, 충격 특성 및 내식성을 향상시키는 것이다.

實驗方法

1. 試驗 材料

실험에 사용한 용해 재료는 전해 크롬과 전해 니켈 및 전해철을 주첨가 재료로 하여 SUS 316, 321 및 347 상당재를 개발하기 위한 목적으로 진공 유도 용해작업에 의하여 9종으로 하였다.

용해 작업에 있어서는 9종의 용해강의 탄소 함유량을 0.06%, Si, Mn의 함유량을 각각 1.0%, 2.0%로 합금 설계하였고, SUS316 상당재는 Ni과 Cr함유량을 각각 10.0%, 16.0%, SUS321 상당재는 Ni과 Cr 함유량을 각각 9.0%, 17.0%를 목표로 하였다.

또한 SUS347 상당재는 Ni과 Cr의 함유량을 각각 9.0%, 17.0%로, 기타의 합금 원소 첨가량을 변화시켜 SUS316 상당재는 Mo의 첨가량을 1.75%~2.75% 범위에서 3단계로 변화시켰다. SUS321 상당재의 경우에는 Ti 첨가량을 0.4~0.6%의 범위에서 3단계로 변화시켰고, SUS347 상당재의 경우에는 Nb 첨가량을 0.86~0.90%의 범위로 하였다.

용해 작업시에는 탈산 및 첨가의 목적으로 Ferro-Si 및 Ferro-Mn에 의하여 용해 작업중의 탈산과 Si과 Mn의 첨가를 병행하였다. 또한 Mo, Nb, Ti 및 V의 첨가에는 각각 Ferro-Mn, Ferro-Nb, Ferro-Ti 및 Ferro-V을 사용하였다. 이 때 사용한 합금

Table 1. Chemical compositions of stainless steels

No. of specimen	Chemical compositions, wt. %										
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Ti	V	Nb
M-1	0.088	0.93	1.78	0.080	0.015	9.13	14.87	1.75	0.004	0.53	Tr
M-2	0.097	0.96	1.83	0.008	0.015	9.25	15.17	2.31	0.004	0.01	Tr
M-3	0.097	0.92	1.84	0.008	0.012	9.70	16.43	2.75	0.005	0.87	Tr
M-4	0.010	0.99	1.86	0.006	0.010	9.24	17.01	0.05	0.009	0.57	0.86
M-5	0.096	0.99	1.88	0.007	0.011	9.04	17.06	0.02	0.010	0.01	0.88
M-6	0.100	1.07	1.89	0.008	0.010	8.90	16.81	0.02	0.009	0.96	0.90
M-7	0.090	0.99	1.94	0.007	0.010	8.95	17.05	0.02	0.400	0.60	0.007
M-8	0.097	0.98	1.98	0.007	0.010	8.91	17.04	0.02	0.490	0.03	Tr
M-9	0.094	0.98	1.96	0.007	0.010	9.07	17.13	0.02	0.600	0.95	Tr
SUS316	0.050	0.68	0.96	0.027	0.011	10.13	16.87	2.24	-	-	-
SUS321	0.050	0.64	0.90	0.032	0.005	9.06	17.28	-	0.360	-	-

철, 즉 Ferro-Mn, Ferro-Si, Ferro-Mo, Ferro-Ti, Ferro-Nb 및 Ferro-V의 순도는 각각 85.98%, 77.2%, 62.3%, 72.25%, 65% 및 81.26%이었다. 용해 작업시 진공 용해로를 사용하여 1회의 용해량은 약 23kg으로 하였다. 진공 용해 작업후 강괴를 熱間 壓延하여 두께 12mm의 강판으로 하였다. 압연시의 마무리 온도는 950°C이었고, 열간 압연후 1050°C에서 均質化 熱處理(solution heat treatment)하여 강판의 균질화를 도모하였다.

진공 용해에 의하여 제조한 9종의 시험재와 용해 제조 시험재와의 용접성을 비교 평가하기 위한 수입재 SUS316, 321재의 화학 조성을 Table 1에 나타내었다.

2. 高溫 龜裂 試驗

오스테나이트계 스테인레스강 용접시 가장 문제가 되는 것은 고온 균열의 발생으로, 용해재 및 수입재의 용접성을 비교 평가하기 위하여 Finger test와 Trans-Varestraint 시험을 실시하였다.

Finger test는 自拘束(self-restraint) 시험 방법으로 시험편을 구형(矩形)단면을 갖는 장방형으로 가공한 후 TIG 용접하여 용접성을 평가하였다.

Trans-Varestraint 시험편은 기계 가공하기 전에 시험편의 양단에 SS41을 手熔接(manual arc welding)하여 시험편의 길이를 확보한 후 기계 가공하였다. Trans-Varestraint 시험시 굽힘 블록(bending block)위에 시험편을 고정한 후 TIG 용접하여 시험편 폭 중앙부에 TIG 토치가 도달하였을 때 순간적으로 굽힘 모멘트를 가하여 용접부에 변형을 추가하였다.

이 때 시험편에 부가되는 변형률은 근사적으로 $\epsilon = t/2R$ (ϵ : 시험편에 부가되는 스트레인, t : 시험편의 두께, R : 굽힘 블록의 반경)로 주어진다.

균열 시험시의 용접 조건은 예비 실험을 통하여 완전 용입이 얻어지는 조건으로 하였다.

고온 균열 시험시에 부가된 변형률은 2%와 6%의 두 범위로 하여 변형률에 대한 고온 균열 감수성의 변화를 조사하였다.

3. 衝擊 試驗

용해 제조강 9종과 SUS316 및 SUS321 수입재의 충격 흡수 에너지를 시험 온도를 상온과 -196°C로 변화시켜 조사하였으며 시험편은 샤르피(Charpy V

notch) 표준 시험편으로 하였다.

4. 耐蝕性 試驗

용해 제조강 9종과 수입재 SUS316, SUS321에 대하여 모재 및 용접재의 내식성을 조사하였다. 내식성 시험은 10% HNO₃-3% HF에 의한 입계 부식시험(JIS G0574)에 의거하여 실시하였다. 용접재 시험편은 두께 12mm의 용해 제조강 및 수입재를 TIG용접에 의하여 2층 용접한 후 기계 가공하였다.

부식 시험편은 시험편의 표면 거칠기를 가능한 한 동일하기 위하여 사포 #320까지 연마한 후 시험에 사용하였다.

모재 시험편은 약 12×12×70(mm)의 크기로 하였고, 용접지 시험편의 경우에는 12×12×110(mm)의 크기로 하였다. 부식 용액은 순도 65%의 질산과 순도 47%의 HF 및 이온 교환수를 써서 10% HNO₃-3% HF용액으로 조제하였다.

부식용액의 양은 시험편 표면적 1cm²당 50ml로 하였으며 부식 시험후의 감량을 0.001g 단위까지 측정하여 단위 시간당의 부식도를 g/m²·hr로 환산하였다. 부식도는 한 강종당 2개의 시험편에 대하여 시험을 실시한 후 그 평균값을 구하여 부식도로 하였다.

實驗結果 및 考察

1. 溶解材料

용해재료는 초정 응고 형식을 제어하여 응고 초정상이 델타상이면서 상온에서의 델타 페라이트 함유량을 최소화하기 위하여 Creq/Nieq의 값을 1.43~1.48의 범위로 제어하여 합금 설계하였다.

탄소의 함유량은 0.06%를 목표로 하였으나 용해 재료로서 합금철을 다량 사용한 관계로 예상치보다 약간 높은 0.088~0.100% 사이의 값을 나타내었다.

한편 규소와 망간의 경우에는 함유량을 각각 1.0%, 2.0%를 목표로 하였으며 규소의 함유량은 0.973~1.11%로, 망간의 함유량은 1.77~1.93% 정도로 목표치와 거의 유사한 값을 나타내었다.

강중에 존재하는 불순물 원소의 양도 제어하여 인과 유황의 함유량은 인의 경우 0.010~0.012%의 범위에, 유황의 경우 0.010~0.015%의 범위로 이들 불순물 원소의 함유량은 통상의 시판강과 거의 비슷

한 수준이었다.

또 용해재 M-1~M-3에는 Mo를 각각 1.75, 2.31, 2.75% 첨가하여 Mo 첨가량의 변화에 의한 영향을 고찰하였고, M-4~M-6의 경우에는 Nb의 첨가량을 0.9% 정도로 하여 Nb첨가량의 영향을 고찰하고자 하였다. 또 M-7~M-9의 경우에는 Ti의 첨가량을 각각 0.4, 0.49, 0.6%로 조절하여 Mo 첨가량을 변화시켰다. 용해재료 M-1~M-9의 Creq/Nieq의 값은 각각 1.43, 1.45, 1.53, 1.44, 1.48, 1.47, 1.46, 1.46으로서 1.43~1.48의 범위에 있다. 용해재료의 델타 페라이트 함유량을 Schaeffler's diagram에 의하여 구한 결과, M-3의 경우 약 5%, M-6의 경우 약 2% 정도이었으나 M-1, M-2, M-4, M-5, M-7, M-9의 경우는 0%이었다. 그러나 용접부에는 실제 델타 페라이트가 관찰되며 M-1~M-9 모두 초정 응고상이 델타 페라이트로서 Schaeffler's digram상에서 유추한 결과와는 차이가 생긴다. 이러한 결과는 Schaeffler's Digram은 주로 手熔接(munual arc welding)에 의한 결과이며 본 연구에서는 TIG용접을 실시하였기 때문에 이러한 차이에 의하여 Schaeffler's diagram으로는 정확한 판단을 할 수 없으므로 반드시 현미경 관찰을 병행하여야 함을 의미하는 것이다.

2. 高温 龜裂 試驗

自拘束 균열시험(Finger test)에서는 구속도가 작아 균열이 발생되지 않아 고온 균열 감수성의 평가가 어려웠다.

따라서 Trans-Varestraint시험에 의한 고온 균열 시험 결과를 Fig. 1~Fig. 6에 나타낸다.

Fig. 1은 부가 변형률이 2%인 경우의 고온 균열 시험 결과로서 각 시험재 균열 길이의 총합의 변화를 나타낸다. 용해재 M-1의 경우, 전혀 균열이 발생되지 않았으나 M-2~M-9 및 수입재 SUS 321에서는 균열이 다수 발생되었다. 특히 M-7~M-9는 SUS321 상당재로 제조한 것으로 M-7과 M-8의 경우, SUS321에 비해 상당히 고온 균열 감수성이 낮음을 알 수 있다. 특히 M-7~M-9에서는 V 첨가량 0.6%까지는 고온 균열 감수성이 낮지만 V를 0.95% 함유하는 M-9의 경우 균열 감수성이 상당히 커짐을 알 수 있다.

Fig. 2는 부가 변형률이 2%인 경우의 최대 균열 길이의 변화를 나타낸 것으로 M-3~M-6의 균열 감수

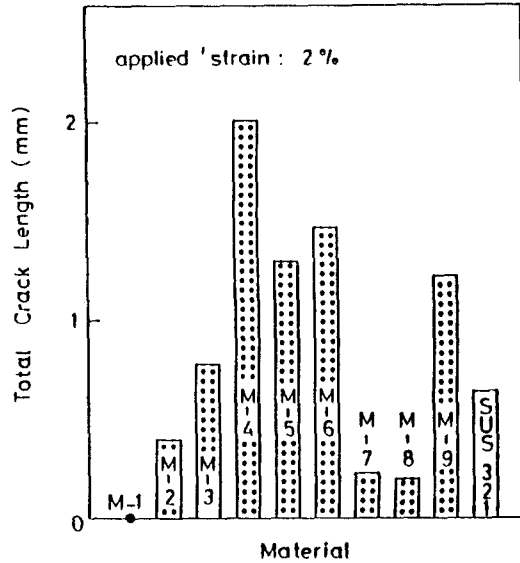


Fig. 1. Trans-Varestraint test results of melts and SUS 321 (applied strain 2%, shows variation of total crack length).

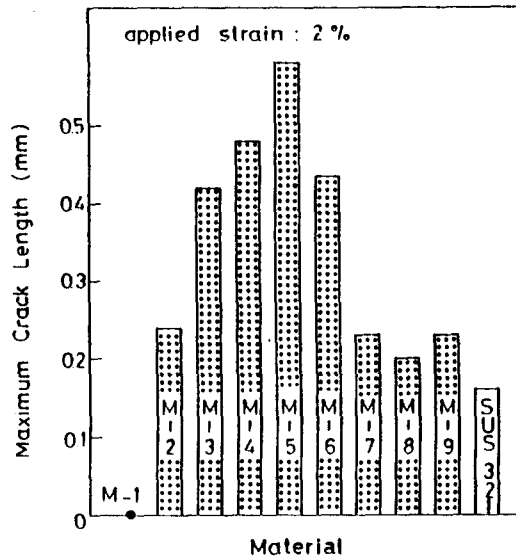


Fig. 2. Trans-Varestraint test results of melt and SUS 321 (applied strain 2%, shows variation of maximum crack length).

성이 M-2, M-7~M-9와 SUS321에 비하여 약간 높은 경향을 나타내었으나 SUS321 상당재인 M-7~M-9와 SUS321 사이의 고온 균열 감수성에는 그다지 차가 없었다.

Fig. 3은 부가 변형률이 2%인 경우의 시험 결과로서 M-3의 균열의 평균 길이가 다른 시험재보다 높은

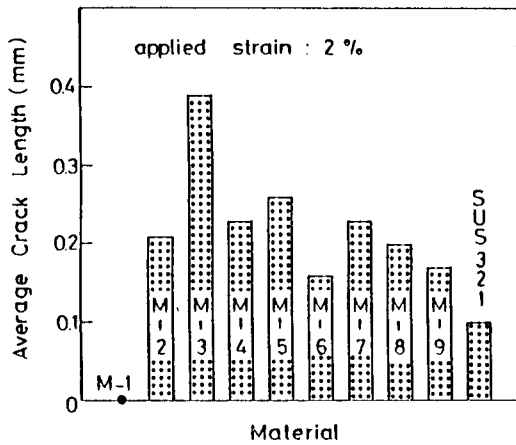


Fig. 3. Trans-Varestraint test results of melt and SUS 321 (applied strain 2%, shows variation of average crack length).

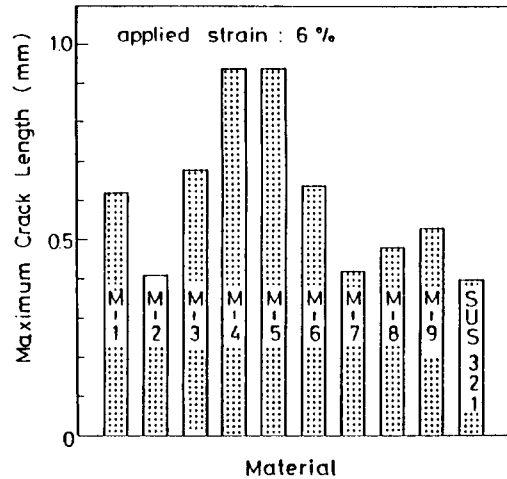


Fig. 5. Trans-Varestraint test results of melt and SUS 321 (applied strain 6%, shows variation of maximum crack length).

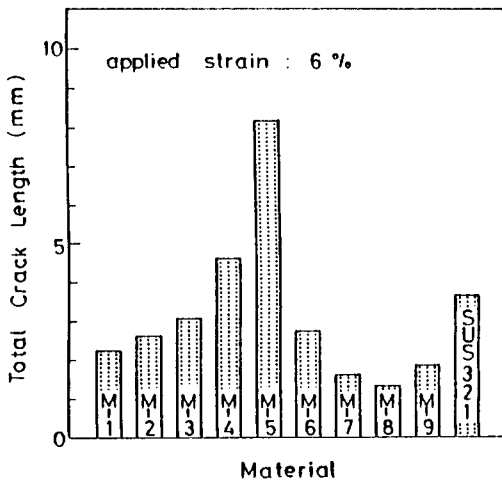


Fig. 4. Trans-Varestraint test results of melt and SUS 321 (applied strain 6%, shows variation of total crack length).

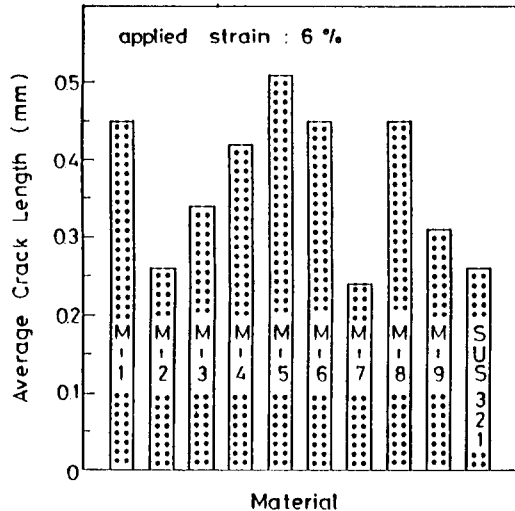


Fig. 6. Trans-Varestraint test results of melt and SUS 321 (applied strain 6%, shows variation of average crack length).

것을 알 수 있다. 이것은 自拘束 시험 결과 M-3에서 만 균열이 발생하였던 것과 일치되는 것으로 시험재 중에서 M-3의 고온 균열 감수성이 높았던 점과도 일치된다. 부가 변형률이 2%로 낮을 경우에는 전체적으로 M-1의 고온 균열 감수성이 낮음을 알 수 있다.

Fig. 4~Fig. 6에는 부가 변형률이 6%일 경우의 Trans Varestraint 시험결과를 나타내었다. Fig. 4

는 균열 길이의 총합을 나타낸 것으로 M-4, M-5의 균열 길이가 긴 편이지만 SUS321 상당재인 M-7~M-9와 SUS321 수입재를 비교해보면 M-7~M-9의 용해 제조강의 고온 균열 감수성이 SUS321 수입재보다 다소 낮음을 알 수 있다.

Fig. 5는 최대 균열 길이의 변화를 나타낸 것으로 이 경우도 균열 길이의 총합의 경우와 마찬가지로 M

-4, M-5의 균열 길이가 큰 편이다. 그러나 M-7~M-9와 SUS321 사이의 고온 균열 감수성에는 뚜렷한 차이가 존재하지 않는다.

Fig. 6에는 부가 변형률 6%인 경우의 균열 길이의 평균값의 변화를 나타내었다. 이 경우 대체로 M-2, M-7의 균열 길이가 짧고 수입재인 SUS321보다 작은 값을 나타내었다. 따라서 부가 변형률이 6%로 클 경우에는 전체적으로 균열 감수성에 뚜렷한 차가 존재하지 않았다. 전반적으로 수입재와 용해재 사이에는 고온 균열 감수성에 큰 차가 존재하지 않기 때문에 본 연구의 목표인 기존 시판재보다 크롬과 니켈의 첨가량을 감소시킬 수 있다는 가능성을 충분히 확인할 수 있었다. 또한 본 연구에서 용해 제조한 시험재 M-1~M-9는 탄소 함유량 0.06%를 목표로 하였으나 실제의 탄소 함유량은 대체로 0.09% 정도로 탄소 함유량이 높음에도 불구하고 고온 균열 감수성은 수입재와 비교하여 뚜렷한 차가 없었다. 이것은 탄소 함유량이 높음에도 불구하고 Ti, Mo, V등을 미량 첨가하므로써 용접성이 개선될 여지가 있음을 입증하고 있다. 다만 V의 경우 0.9% 이상 첨가되면 고온 균열 감수성이 커지고 있기 때문에 미량 원소 첨가량의 결정에는 많은 주의가 필요하다.

Masumoto와 Thier²⁾에 의하면 스테인레스강 용접부의 초정 응고상이 고온 균열 방지 측면에서 실제적이고 중요한 역할을 한다. 즉 초정 응고상이 오스테나이트이면 고온 균열 감수성이 크며 초정 응고상이 델타이면 고온 균열 감수성이 낮다.

Fig. 7은 Trans-Varestraint 시험후의 조직 및 고온균열을 나타낸다. 고온균열은 용접부의 리플(ripple)에 거의 수직으로 발생되어 있다. 따라서 용접금속의 용융 경계부 근처에서 변형이 가해진 순간 용융선에 직각 방향으로 균열이 발생, 진전함을 알 수 있다.

Fig. 8 a)는 M-3의 현미경 조직 사진으로 고온 균열은 응고 조직과 조직 사이에 형성되어 있었다. Fig. 8 b)는 수입재 SUS321의 고온 균열을 나타낸 것으로 고온균열은 주상정과 주상정 사이의 최종 응고부에 형성되어 있음을 알 수 있다. M-1~M-9의 응고 조직은 델타 페라이트가 vermicular 형태 또는 lathy상으로 존재하였고, 초정 응고상은 모두 델타 페라이트이었다.

Kujanppaa 등^{3,4,5,6)}에 의하면 Creq/Nieq의 값이 1.48 이상일 경우, 초정 응고상이 델타 페라이트이며

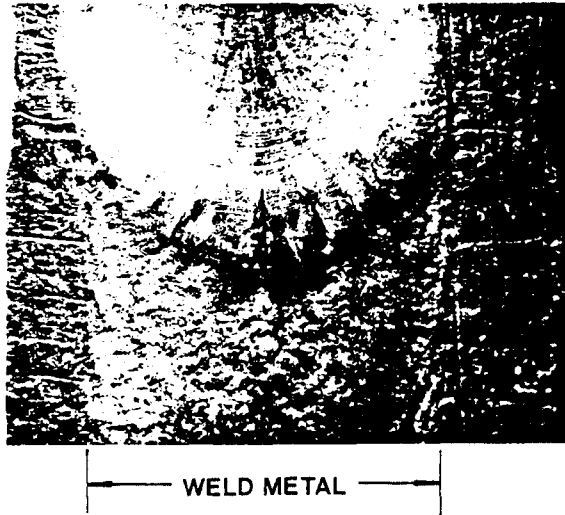


Fig. 7. Cracks of Trans-Varestraint test (Cracks exists perpendicular to ripple. Mag.:12.5X).

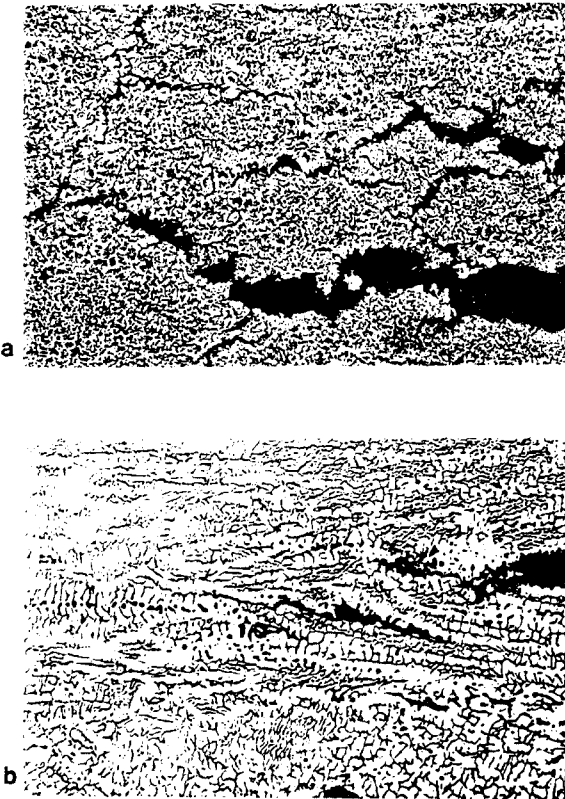


Fig. 8. Hot crack morphology and microstructure. a : laboratory melt M-3, b : SUS 321

1.48이하일 경우에는 오스테나이트로 이 경우에는 고온 균열 감수성이 커진다고 보고하고 있으나 본 연구에 있어서는 Creq/Nieq의 값이 1.43~1.48의 범위로 이들 연구 결과와는 완전히 일치되지 않았다.

또한 Arata⁷⁾의 연구 결과와는 직접적인 비교가 힘들지만 시험편의 두께가 동일한 경우이므로 균열 감수성을 비교하여 보면 본 연구의 경우가 균열 감수성이 낮아 간접적이거나 본 연구의 유용성을 확인할 수 있었다.

3. 衝擊 試驗

Fig. 9~Fig. 10에는 상온 및 -196°C에 있어서의 충격 시험 결과를 나타내었다. Fig. 9에서 알 수 있는 바와 같이 상온에서의 충격 흡수 에너지는 용해 제조강 M-1~M-9의 흡수 에너지가 SUS321보다 높은 값을 나타내어 상온에서의 인성이 우수함을 알 수 있다. 특히 SUS321 상당재인 M-7~M-9의 충격 흡수 에너지는 수입재인 SUS321보다 훨씬 우수함을 알 수 있다.

그러나 SUS316 상당재인 M-1~M-3의 충격 흡수 에너지는 수입재인 SUS316보다 약간 낮은 값을 나타내었지만 전반적으로 우수한 값을 나타내었다.

Fig. 10에는 -196°C에 있어서의 충격 시험 결과를 나타내었다. 이 결과 SUS321 상당재인 M-7~M-9의 충격 흡수 에너지는 SUS321보다 약 2배 이상의 높은 값을 나타내어 특히 극저온에 있어서의 인성이 매우 양호한 결과를 나타내었다. 또한 SUS316 상당재인 M-1~M-2의 -196°C에 있어서의 인성은 SUS316 수입재보다 약간 낮은 값을 나타내었지만 M-3의 인성은 수입재보다 훨씬 높은 값을 나타내어 인성이 우수하였다. 그러나 SUS347 상당재로 용해한 M-4~M-6의 시험결과는 SUS347 수입재의 입수가 불가능하여 직접적인 비교 평가를 할 수 없었다.

상온 및 극저온에 있어서의 충격 시험 결과, 용해 재료는 전반적으로 수입재와 거의 동등하거나 높은 값을 나타내어 인성이 우수함을 알 수 있었다.

4. 腐蝕 試驗

용해 제조강과 SUS321의 내식성을 평가하기 위하여 입계 부식 시험을 실시하였다. 입계 부식 시험은 JIS G 0574(1980)의 스테인레스강의 질산-불화 수소산 부식 시험 방법에 준하여 부식 용액을 조제한 후 70°C에서 2시간 침지한 후 부식감량을 구하여 입계부

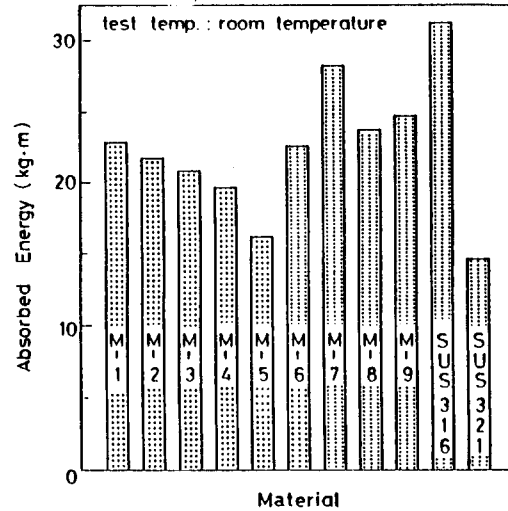


Fig. 9. Charpy impact test results of test specimen. (tested at room temperature)

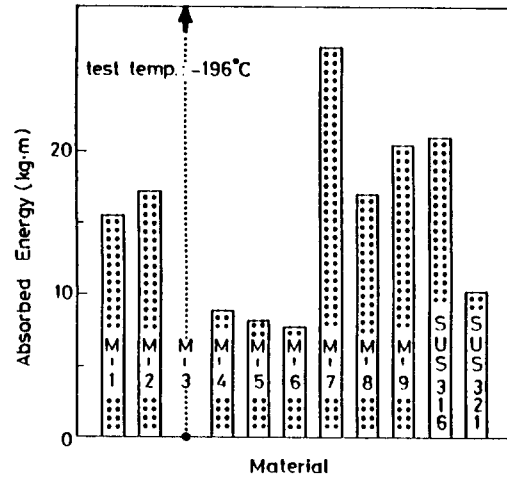


Fig. 10. Charpy impact test results of test specimen. (tested at -196°C)

식도를 측정하였다. 또한 용접 조건에 따른 부식도의 변화를 조사하기 위하여 SUS321의 경우 용접조건을 용접전류 200A, 용접속도 20cm/min로 하여 As-weld 상태에서의 부식 거동과 용접시 펄스(pulse)를 채용한 경우 및 수중에서 용접하여 냉각속도를 급격히 변화시킨 경우에 대하여 부식도의 변화를 조사하였다.

Fig. 11에는 용해재료 M-1~M-9의 모재 및 SUS321 모재의 부식 시험 결과를 나타낸다. 이 그림

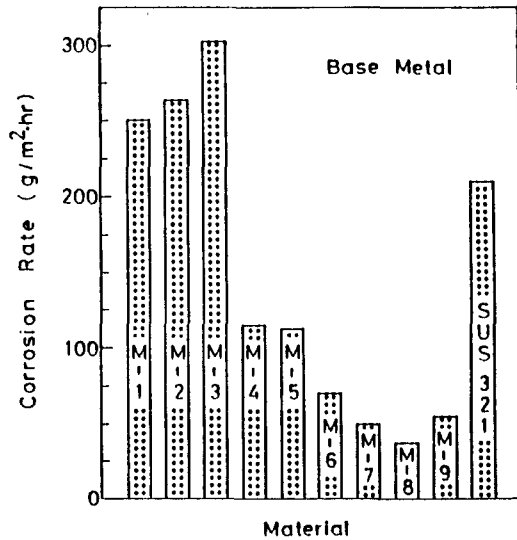


Fig. 11. Corrosion test result of base metal.

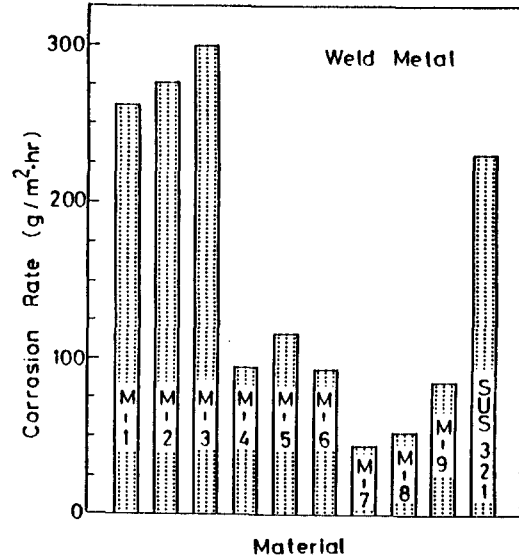


Fig. 12. Corrosion test result of weld metal.

에서 알 수 있는 바와 같이 Ti이 0.40~0.60% 첨가된 M-7~M-9의 부식도는 다른 용해재보다 부식도가 낮고 특히 수입재 SUS321보다는 훨씬 부식도가 낮음을 알 수 있다. 따라서 Ti 첨가에 의하여 탄화물의 석출이 억제되어 부식도가 현저히 감소됨을 알 수 있다.

M-1~M-3의 경우, Mo이 1.75~2.75% 첨가되어 있으나 Ti은 0.004~0.005% 정도로 Ti에 의한 크롬 탄화물 생성 억제 효과가 거의 없기 때문에 부식도가 커진 것으로 사료된다. M-4~M-6의 경우에는 Mo이 0.16~0.049%, Ti이 0.009~0.010% 정도 첨가되어 있어 부식도는 M-1~M-3보다 양호하나 M-7~M-9보다는 높은 경향을 나타낸다.

또한 M-7~M-9의 부식도와 SUS321의 부식도를 비교해보면 SUS321 수입재의 경우, Ti이 0.36% 함유되어 용해 제조강인 M-7~M-9보다 Ti 함유량이 낮기 때문에 부식도가 커진 것으로 사료된다. 따라서 스테인레스강의 입체부식 저항력을 증가 시키기 위해서는 적량의 Ti을 첨가하여야 하며, 특히 용해 제조강 M-7~M-9 정도의 Ti 첨가량이 적절한 것으로 사료된다.

Fig. 12에는 용해 제조강 M-1~M-9의 용접부와 SUS321 수입재의 용접부에 대한 부식 시험 결과를 나타낸다. 이 경우에는 모재의 부식 시험 결과와 거의 유사한 결과를 나타내고 있어 용접부의 내식성을 향상시키기 위해서는 Ti의 적절한 첨가가 바람직한 것으로 사료된다.

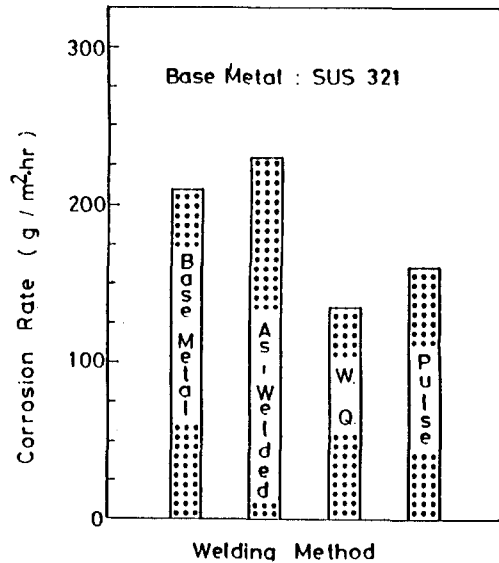


Fig. 13. Effect of welding condition on corrosion resistance of SUS 321.

Fig. 13에는 SUS321 수입재에 대한 용접 조건에 따른 부식도의 변화를 나타낸다. 그림중에서 펄스 전원을 채용한 경우, W.Q.는 수중에서 용접하여 강제적으로 급랭시킨 경우, As-weld는 용접한 상태 그대로를 나타낸다.

이 그림에서 알 수 있는 바와 같이 SUS321 모재부와 As-weld의 부식도에 큰 차이가 없는 것을 부식 시험편의 용접부의 체적이 모재부에 비하여 상대적으로

와 냉각 속도를 크게 한 경우(W. Q.)에는 모재부와 용접부에 비해 내식성이 약간 개선될 수 있음을 알 수 있다. 그러나, 급랭의 경우와 펄스채용의 경우를 비교해 보면 급랭의 경우가 펄스 채용의 경우보다 내식성이 약간 양호함을 알 수 있다. 이상과 같이 용접부의 내식성을 개선하기 위해서는 재료 자체의 선택 또는 개발도 중요하지만 용접시의 용접 조건의 선정에 따라라도 충분히 개선될 수 있음을 알 수 있다.

結 論

오스테나이트계 스테인레스강 SUS316, SUS321 보다 용접성, 내식성 및 극저온인성이 양호하며 기존의 재료보다 高價 첨가 원소인 크롬과 니켈의 함유량을 절감한 새로운 강종의 개발을 목표로 연구를 수행한 결과, 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) Trans-Varestraint 시험에 의하여 용해 제조강과 수입재의 고온 균열 감수성을 비교 평가한 결과, SUS321 수입재와 SUS321에 대응하여 개발한 강종 사이의 용고 균열 감수성이 거의 동등 내지는 용해 제조강의 고온 균열 저항력이 우수하였다. 따라서 Creq/Nieq의 값 1.43~1.48의 범위에서 합금 설계한 강종 M-1~M-9의 고온 균열 저항력은 기존의 문헌에 의한 데이터와 비교한 결과, 우수함을 알 수 있었다.

2) 샤르피(Charpy V notch) 표준 시험편에 의한 극저온 및 상온에서의 인성을 조사한 결과, 용해 제조강 M-1~M-9의 인성은 양호하였으며 특히 SUS321 수입재와 SUS321 대체재로서 개발한 M-7~M-9의 인성은 수입재의 그것보다 훨씬 높은 값을 나타내었다.

3) JIS G 0574에 의한 입계 부식 감수성을 조사한 결과, 입계 부식 감수성을 낮추기 위해서는 티타늄의 첨가가 매우 유효함을 알 수 있었다. 특히 SUS321 수입재와 SUS321 대응 강종(M-7~M-9)의 내식성은 수입재보다 개발 강종의 내식성이 훨씬 우수하였다.

4) 이상의 고온 균열 감수성과 극저온 및 상온에서의 인성, 내식성을 종합적으로 검토한 결과, 스테인리스강의 高價 첨가 원소인 크롬과 니켈의 첨가량을 절감할 수 있었다.

상기와 같은 관점에서 본 연구 수행에 의하여 새로운 합금 설계 개념에 의거, 새로운 강종의 개발과 생산 원가의 절감 그리고 제품의 품질 향상에 기여할 수 있는 기준을 확립할 수 있었다.

參考文獻

- 1) 鄭鎬信(1987), 鋼의溶接性改善に關する研究, 博士學位論文, 名古屋大學
- 2) 益本功 et al.(1972), 오-스테나이트鋼溶接金屬의熱間割れについて, 日本溶接學會誌, vol. 41-11, 1306-1314.
- 3) V. Kujanpaa et al. (1979), Correlation between solidification cracking and microstructure in austenitic-ferritic stainless steel welds, Weld. Research International vol. 9, 55-75.
- 4) N. Suutala et al. (1983), Use of chromium and nickel equivalents in considering solidification phenomena, Solidification Technology in the foundry and casthouse, The Metal Society, 310-314.
- 5) V.P. Kujanpaa et al. (1985), Effect of phosphorus and sulphur in solidification cracking of austenitic stainless steel welds, Metal Const. vol. 2, 40R-46R.
- 6) N. Suutala et al. (1980), Ferritic-austenitic solidification mode in austenitic stainless steel welds, Metal. Trans. vol. 11A, 717-725.
- 7) Y. Arata et al. (1974), Varestraint test for solidification crack susceptibility in weld metal of austenitic stainless steels, Trans. JWRI vol. 3-1, 79-88.